

ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ РЕАКЦИОННЫХ МНОГОСЛОЙНЫХ Al/Ni ФОЛЬГ НА СКОРОСТЬ РАСПРОСТРАНЕНИЯ ФРОНТА РЕАКЦИИ СВС

С. А. Демченков¹, А. Е. Шишкин²

¹Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.

03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины.

03142, г. Киев, бульв. Академика Вернадского, 36. E-mail: metall@imp.kiev.ua

В работе изучено влияние структурных изменений, возникающих в многослойных Al/Ni фольгах при их старении (при температуре 250 °С), на скорость распространения фронта реакции СВС. Показано, что скорость фронта СВС при старении фольги уменьшается, а ее зависимость от времени старения имеет немонотонный характер. Установлено, что существенную роль на интенсивность снижения скорости распространения фронта реакции СВС при старении многослойных фольг оказывают величина периода чередования слоев компонентов и структура прослоек, образующихся на границе между слоями Al и Ni. Библиогр. 19, ил. 6.

Ключевые слова: электронно-лучевое осаждение; реакционные многослойные фольги; Al–Ni; реакция СВС; фазовые превращения

Введение. Известно, что при локальном скоростном разогреве многослойных фольг из интерметаллидообразующих элементов в них можно инициировать реакцию самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), характеризующуюся высокими значениями скорости распространения фронта и удельного тепловыделения [1–3].

В связи с этим реакционные многослойные фольги рассматриваются как перспективные высокоэнергетические источники нагрева для применения в технологиях создания паяных соединений [4–8]. На сегодня реакционные многослойные фольги производятся в коммерческих целях и активно используются для соединения небольших и крупных компонентов. Например, корпорация Indium (США) производит многослойные реакционные фольги под торговой маркой NanoFoil [9]. Контролируя свойства фольги, выделяемая теплота может быть настроена так, чтобы обеспечивалось плавление слоев припоя, но при этом основная часть соединяемых компонентов оставалась холодной. Было показано, что компоненты, имеющие толщину в несколько миллиметров, при пайке испытывают повышение температуры всего на несколько градусов и не подвергаются существенному воздействию термических напряжений [9]. Тот факт, что при соединении с помощью реакционных многослойных фольг нагревание очень

локализовано, оказался полезным при соединении чувствительных к температуре микроэлектронных компонентов, например, соединение чипов с радиаторами [10].

Благодаря высокому удельному теплообразованию при протекании реакции СВС и большой скорости перемещения фронта, особенно перспективными являются фольги системы Al/Ni. Получение таких фольг с заданными характеристиками реакционной способности (скорости распространения фронта реакции и температуры на нем) является важным условием для их практического применения.

Известно, что исходное структурное состояние многослойных систем оказывает существенное влияние на характеристики реакции СВС. При этом в процессе приготовления многослойных фольг или под воздействием различного рода термических обработок на границе между слоями образуются диффузионные прослойки вследствие реакционного взаимодействия компонентов, что неизбежно будет сказываться на их реакционных свойствах. Одним из наиболее существенных факторов, оказывающих влияние на реакционную способность фольги, является толщина образующихся диффузионных прослоек [11].

Вместе с тем, несмотря на то, что изучению фазовых превращений в многослойных Al/Ni фольгах в процессе их термообработки посвящено большое количество работ [12–14], влияние структуры промежуточной прослойки на харак-

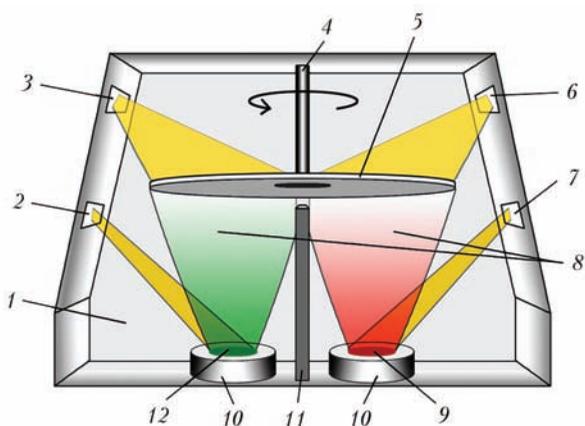


Рис. 1. Схема установки для послойного электронно-лучевого осаждения: 1 — рабочая камера; 2, 7 — электронно-лучевые пушки испарителей № 1 и 2 соответственно; 3, 6 — электронно-лучевые пушки нагревателей № 1 и 2 соответственно; 4 — держатель подложки; 5 — вращающаяся подложка; 8 — паровые потоки; 9, 12 — слитки алюминия и никеля соответственно; 10 — водоохлаждаемые тигли; 11 — непроницаемый экран

теристики процесса СВС остается практически неисследованным. Поскольку результаты таких исследований необходимы для оценки стабильности реакционной способности многослойных фольг, в работе было изучено влияние структурных изменений в многослойных фольгах Al/Ni в результате низкотемпературных отжига (далее старения) на структуру промежуточных прослоек и их влияние на реакционную способность многослойных фольг.

Методы получения и исследования. Многослойные фольги были получены электронно-лучевым способом, детально описанном в работе [15]. В схематическом виде процесс получения многослойных фольг путем послойного осаждения из двух источников представлен на рис. 1.

Слитки Al (99,95 %) и Ni (99,98 %) помещались в отдельные водоохлаждаемые тигли, расположенные в вакуумной камере, разделенной на две

части непроницаемым экраном. Паровые потоки осаждались на вращающуюся подложку из нержавеющей стали, на которую предварительно наносился слой NaCl, что позволяло легко отделить полученную фольгу от подложки. Давление в камере поддерживалось на уровне не более $5 \cdot 10^{-3}$ Па. Температура подложки в процессе осаждения составляла 150...170 °С и контролировалась с помощью двух термопар, вмонтированных в подложку. Скорость осаждения составляла порядка 20 нм/с. Контроль соотношения между плотностями паровых потоков и скоростью вращения подложки позволял получать фольги с различным соотношением толщин слоев Al и Ni. В работе исследовались многослойные фольги толщиной 30...35 мкм, периодом чередования слоев от 60 до 600 нм и усредненным химическим составом от $Al_{75}Ni_{25}$ до $Al_{25}Ni_{75}$ (ат. %).

Для характеристики изменений, происходящих в образцах фольг при нагревании, использовался метод дифференциального термического анализа (ДТА) на установке ВДТА-8, устройство которой описано в работе [16]. Скорость нагрева фольг составляла 50 град./мин.

Рентгеноструктурный анализ проводился в геометрии $\theta-2\theta$ на дифрактометре ДРОН-4-07 в CuK_{α} -излучении.

Микроструктура образцов исследовалась с помощью сканирующего электронного микроскопа CamScan-4, оснащенного энергодисперсионным спектрометром Energy 200 для определения химического состава.

Скорость перемещения фронта СВС измеряли с помощью фотоэлектрической установки, принцип действия которой описан в работе [17].

Экспериментальные результаты и обсуждения. На рис. 2 представлены внешний вид одного из

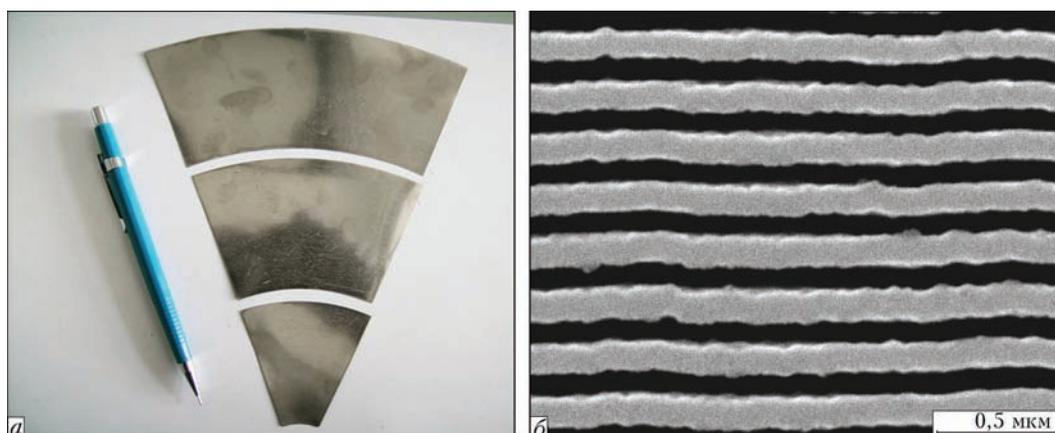


Рис. 2. Внешний вид одного из секторов многослойной Al/Ni фольги (а) и характерное электронно-микроскопическое изображение ее поперечного сечения (б)

секторов многослойной Al/Ni фольги (*a*) и характерное изображение микроструктуры ее поперечного сечения (*б*). Видно, что на поверхности фольги отсутствуют макродефекты, а поперечное сечение характеризуется четкой границей раздела чередующихся слоев Al и Ni.

Старение многослойных фольг с усредненным химическим составом $Al_{75}Ni_{25}$ и периодом чередования слоев (λ) 60, 160 и 520 нм осуществляли при температуре 250 °С в течение 5, 10, 30, 60 и 240 мин. Затем путем инициации в состаренных многослойных фольгах реакции СВС были проведены измерения скорости распространения фронта в зависимости от времени старения.

Из рис. 3 видно, что после кратковременного старения многослойных фольг происходит резкое снижение скорости распространения фронта. Обращает на себя внимание то, что уменьшение величины периода многослойной фольги сопровождается усилением этого эффекта. Так, в фольге Al/Ni с периодом чередования слоев 60 нм (рис. 3), характеризующейся в исходном состоянии наивысшей, среди данных трех фольг, скоростью перемещения фронта, после 10 мин отжига инициации реакции СВС не происходило вообще. В то же время многослойная фольга с периодом чередования слоев 520 нм, имеющая в исходном состоянии наименьшую скорость перемещения фронта, после некоторого снижения значений скорости демонстрирует устойчивое «горение» даже после отжига в течение 240 мин. Из полученных результатов следует, что многослойные фольги с большим периодом чередования слоев более устойчивы к воздействию повышенных температур при их изготовлении, эксплуатации и/или естественного старения.

Согласно феноменологическим моделям, описывающим взаимосвязь периода чередования слоев многослойных фольг и скорости распространения фронта реакции СВС, предполагается, что на границе раздела слоев имеется прослойка со структурой интерметаллида, которая образовалась в процессе приготовления, так называемая прореагировавшая прослойка. Согласно численным расчетам на скорость распространения фронта СВС реакции определяющее влияние оказывает толщина этой интерметаллидной прослойки [11]. Увеличение толщины интерметаллидной прослойки ведет к существенному снижению скорости распространения фронта вплоть до полного подавления СВС реакции. Однако при этом в ли-

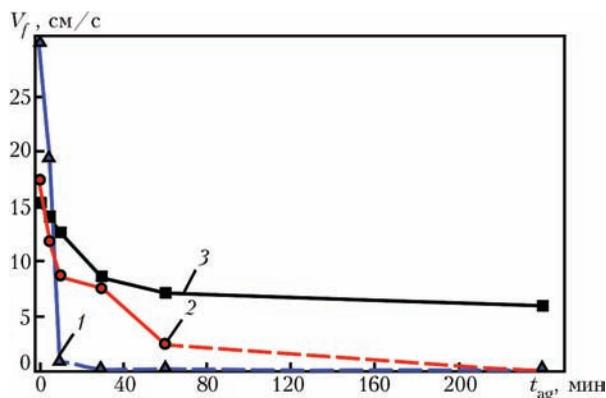


Рис. 3. Зависимость скорости распространения фронта реакции СВС (V_f) для многослойных фольг $Al_{75}Ni_{25}$ с разным периодом чередования слоев (λ) от времени старения (t_{ag}) при температуре 250 °С (штриховые линии обозначают прекращение инициации реакции СВС): 1 — $\lambda = 60$; 2 — 160; 3 — 520 нм

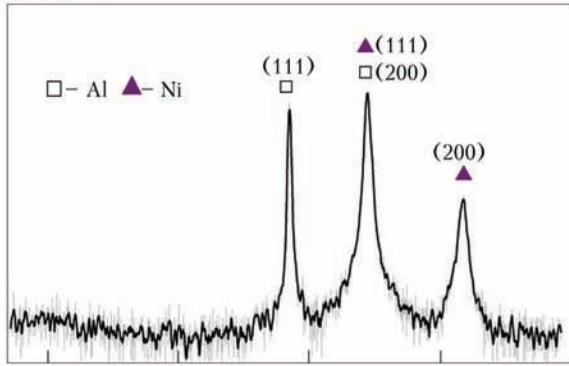
тературе отсутствуют сведения о роли структуры таких интерметаллидных прослоек на скорость распространения фронта реакции СВС.

С другой стороны, сопоставив результаты структурных исследований и измерения скорости распространения фронта реакции в многослойных фольгах в исходном состоянии и после старения (низкотемпературного отжига), можно оценить влияние структуры сформированных интерметаллидных прослоек на реакционные характеристики.

Согласно рентгеноструктурному анализу, в исходном состоянии полученные Al/Ni фольги с составом $Al_{75}Ni_{25}$ и периодом 400 нм не содержат дополнительных фаз (рис. 4, *a*). На термограммах ДТА, записанных при нагреве этих фольг, наблюдается два экзотермических пика (рис. 4, *б*).

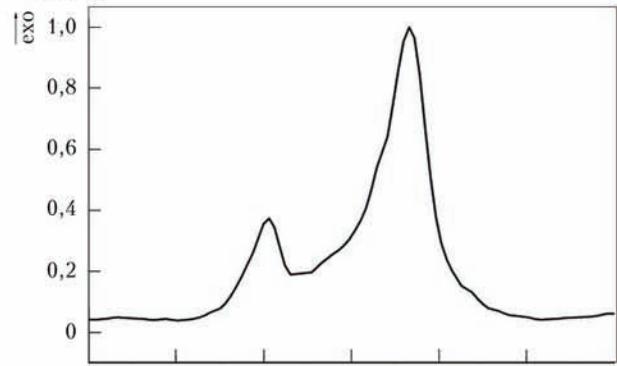
Известно, что количество экзотермических пиков зависит от химического состава многослойной фольги, а их появление на диаграмме ДТА связывается с выделением тепла при образовании определенной фазы в результате реакционного взаимодействия исходных компонентов. В случае многослойных фольг с составом $Al_{75}Ni_{25}$ второй экзотермический пик ($T_{max} \approx 325$ °С) связан с образованием равновесной для данного состава интерметаллидной фазы Al_3Ni . Появление первого экзотермического пика в области более низких температур ($T_{max} \approx 250$ °С) в одних работах [18] связывалось с латеральным ростом зародышей фазы Al_3Ni , тогда как в других — с образованием метастабильной фазы Al_9Ni_2 [12, 13]. Для выяснения причины появления дополнительного экзотермического пика на термограммах ДТА были проведены рентгеноструктурные исследования

log I, отн. ед.

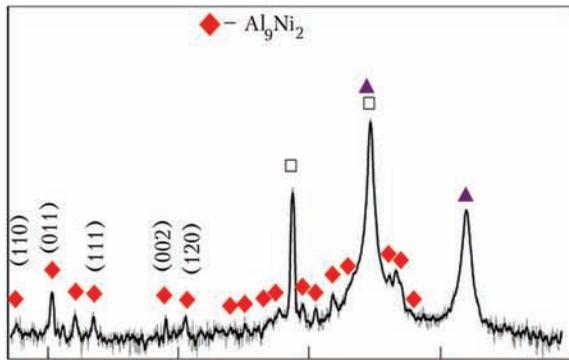


а

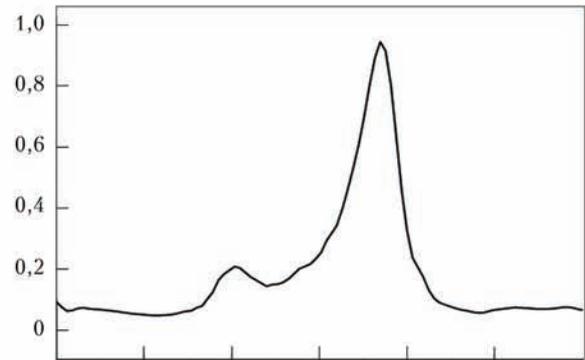
$\Delta T, ^\circ\text{C}$
exo



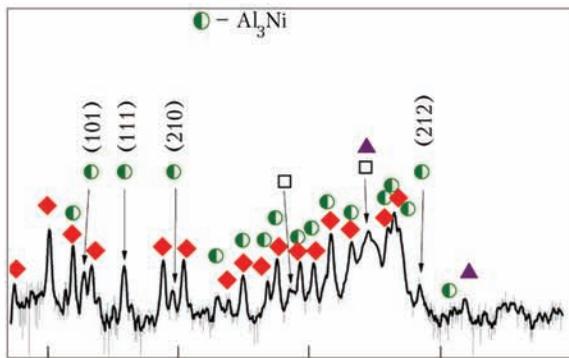
б



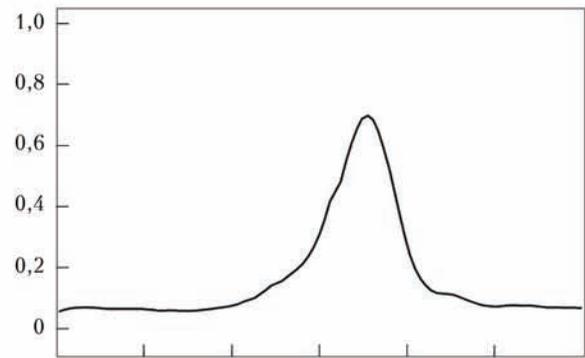
в



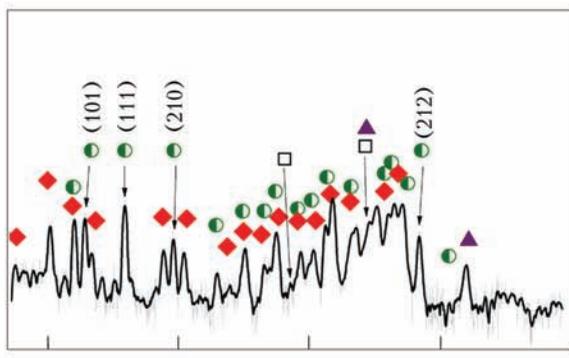
г



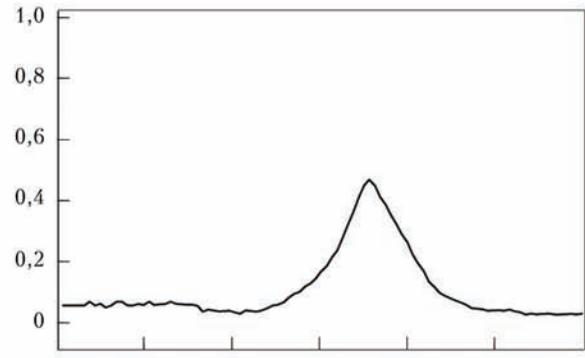
д



е



ж



з

Рис. 4. Дифрактограммы и термограммы ДТА многослойных Al/Ni фольг ($\text{Al}_{75}\text{Ni}_{25}$, $\lambda = 400$ нм) после осаждения (а, б) и отожженных при температуре 250 °C в течение 10 (в, г), 30 (д, е) и 60 мин (ж, з) соответственно (I — интенсивность)

многослойных фольг с усредненным химическим составом $\text{Al}_{75}\text{Ni}_{25}$ и периодом чередования слоев $\lambda = 400$ нм после изотермических отжигов при температуре 250 °C в течение 10, 30 и 60 мин.

На рис. 4, в приведена дифрактограмма Al/Ni фольги после отжига при температуре 250 °С в течение 10 мин. Видно, что кроме дифракционных пиков, соответствующих кристаллическим решеткам Al и Ni, присутствуют дополнительные малоинтенсивные дифракционные пики. Анализ углового положения этих пиков показал, что в многослойной фольге формируется метастабильная фаза Al_9Ni_2 . Идентификация фазы Al_9Ni_2 по ее дифракционной картине усложняется малой интенсивностью дифракционных пиков и их суперпозицией с большинством дифракционных пиков от фазы Al_3Ni . Однако наличие отдельно расположенных пиков, например, (110), (011), (111), (002) и (120) фазы Al_9Ni_2 , не совпадающих с пиками фазы Al_3Ni , позволяет утверждать, что в результате нагрева до температуры 250 °С в Al/Ni многослойной фольге происходит формирование именно фазы Al_9Ni_2 . Косвенно это подтверждается и тем, что с увеличением времени выдержки до 30 мин при температуре 250 °С, на дифрактограмме (рис. 4, д) кроме дифракционных пиков от исходных компонентов и фазы Al_9Ni_2 , появляются дополнительные, отдельно расположенные, дифракционные пики (101), (111), (210), (212) фазы Al_3Ni , свидетельствующие о ее формировании в фольге. При этом интенсивность дифракционных пиков фазы Al_9Ni_2 не уменьшается, что может свидетельствовать о том, что объемная доля фазы Al_9Ni_2 не уменьшается. Из этих данных следует, что фаза Al_3Ni образуется, скорее всего, непосредственно в результате диффузионного взаимодействия атомов Al и Ni, а не на основе фазы Al_9Ni_2 . Другими словами, фаза Al_9Ni_2 не является прекурсором фазы Al_3Ni .

Сопоставляя данные по фазовому составу (рис. 4, в) образца после отжига в течение 10 мин с термограммой ДТА от этого же образца (рис. 4, з) можно отметить, что формирование фазы Al_9Ni_2 сопровождается снижением интенсивности первого экзотермического пика. В то же время на

термограммах ДТА от образца, отожженного на протяжении 30 мин (рис. 4, е), экзотермический пик, соответствующий формированию фазы Al_9Ni_2 , отсутствует. Таким образом, появление на термограмме ДТА дополнительного экзотермического пика, с максимумом в районе температуры 250 °С, связано с образованием метастабильной фазы Al_9Ni_2 . Увеличение времени отжига многослойной фольги до 60 мин сопровождается ростом объемной доли фазы Al_3Ni , о чем свидетельствует увеличение интенсивности дифракционных пиков Al_9Ni_2 фазы. Это приводит к существенному уменьшению интенсивности пика тепловыделения на термограмме ДТА, обусловленного образованием фазы Al_3Ni (рис. 4, з), при последующем нагреве фольги.

На основании полученных данных можно сделать вывод, что формирование и рост фазы Al_9Ni_2 происходит в течение первых 30 мин отжига многослойной фольги при температуре 250 °С и при дальнейшем увеличении времени отжига образования дополнительных порций этой фазы (рост объемной доли) не происходит.

Таким образом, результаты структурных исследований показали, что участок резкого падения скорости фронта реакции СВС (см. рис. 3) коррелирует с формированием и ростом прослоек со структурой фазы Al_9Ni_2 . Изменение кинетики снижения скорости распространения фронта реакции при увеличении времени старения соответствует прекращению роста фазы Al_9Ni_2 и зарождению стабильной интерметаллидной фазы Al_3Ni .

Учитывая результаты по зависимости изменения скорости перемещения фронта реакции СВС от времени старения для фольг с разным периодом, предположили, что на объемную долю фазы Al_9Ni_2 основное влияние оказывает количество межфазных границ. Действительно, на рис. 5 видно, что с уменьшением периода фольги и, соответственно, увеличением количества границ раздела между слоями, интенсивность экзотермического

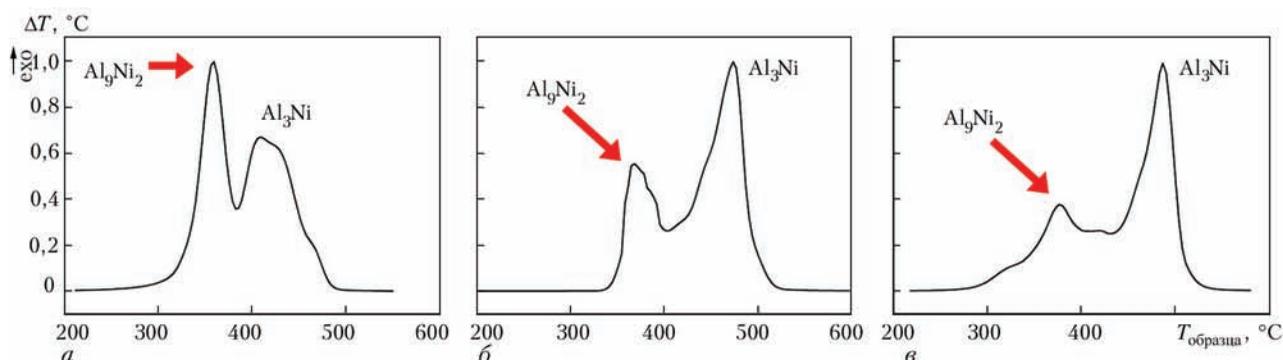


Рис. 5. Нормированные на максимум термограммы многослойных фольг Al/Ni ($Al_{75}Ni_{25}$) с периодом чередования слоев 120 (а), 200 (б) и 440 нм (в). Стрелкой указан экзотермический пик, соответствующий формированию фазы Al_9Ni_2

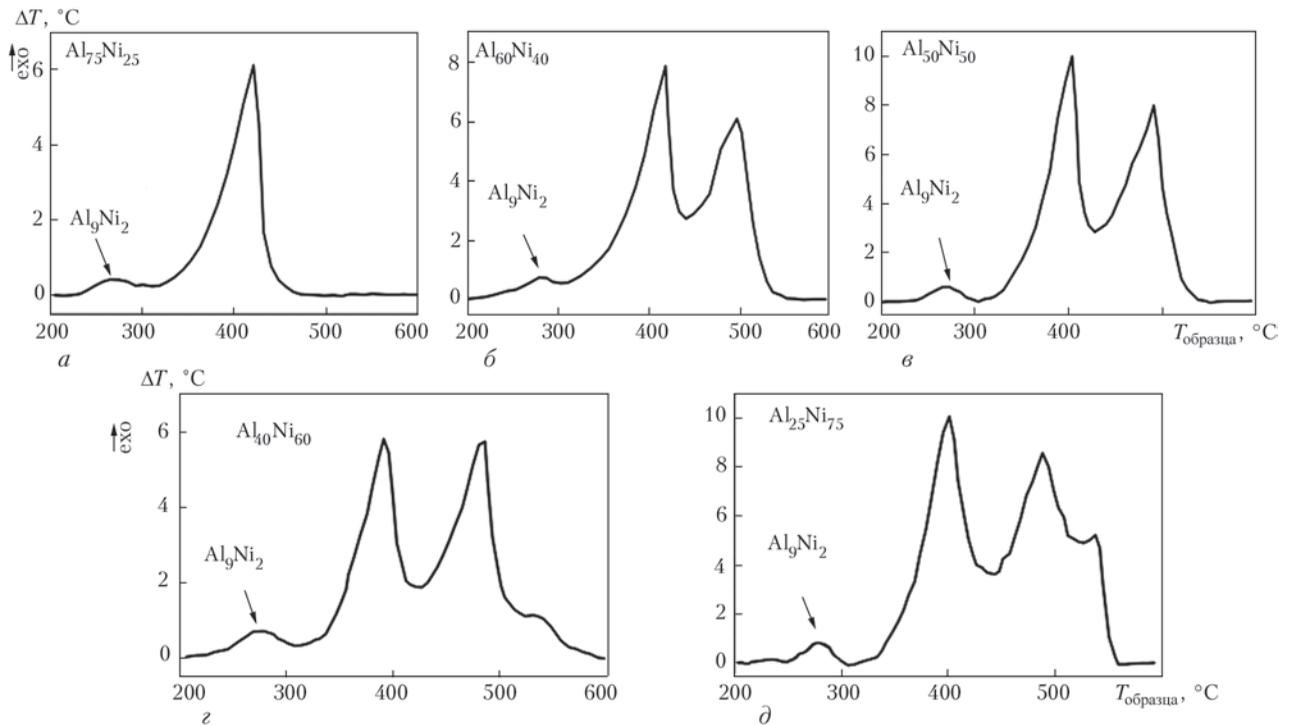


Рис. 6. Термограммы ДТА многослойных Al/Ni фольг с периодом чередования слоев компонентов $\lambda \approx 500$ нм с различным соотношением компонентов (ат. %): $\text{Al}_{75}\text{Ni}_{25}$ (а); $\text{Al}_{60}\text{Ni}_{40}$ (б); $\text{Al}_{50}\text{Ni}_{50}$ (в); $\text{Al}_{40}\text{Ni}_{60}$ (г); $\text{Al}_{25}\text{Ni}_{75}$ (д)

пика, соответствующего образованию фазы Al_9Ni_2 возрастает, что свидетельствует об увеличении теплового эффекта, величина которого зависит от объемной доли образующихся фаз. Следовательно, с уменьшением периода фольги количество фазы Al_9Ni_2 возрастает.

Кроме того, в подтверждение гипотезы об определяющей роли межфазных границ в формировании фазы Al_9Ni_2 , предположили, что она будет формироваться независимо от соотношения компонентов в фольге. На рис. 6 приведены термограммы ДТА многослойных фольг Al/Ni ($\lambda \approx 500$ нм) с различным соотношением исходных компонентов. Видно, что с увеличением концентрации никеля в многослойных фольгах количество экзотермических пиков возрастает с двух, в случае соотношения элементов 3Al:1Ni, до четырех, при соотношении 1Al:3Ni. Однако во всех случаях наблюдается экзотермический пик с максимумом при температуре около 260...280 °C, соответствующий, как было показано ранее, образованию фазы Al_9Ni_2 .

Таким образом, из полученных результатов следует, что при нагревании многослойных фольг Al/Ni независимо от соотношения исходных компонентов, первой в последовательности фазовых превращений формируется метастабильная фаза Al_9Ni_2 , объемная доля которой существенно зависит от величины периода.

В работе [17] высказано предположение, что большая скорость роста промежуточной прослойки на начальном этапе старения может быть обусловлена увеличением диффузионной подвижности элементов за счет избыточных вакансий, которые накапливаются в фольге в процессе ее приготовления, что должно способствовать интенсивной диффузии никеля в алюминий. Таким образом, в результате аномально высокой скорости диффузии никеля в алюминий может образоваться прослойка пересыщенного твердого раствора никеля в алюминии. Ранее при исследовании структуры закалки расплавов системы Al-Ni было установлено наличие ориентационных соотношений между кристаллическими решетками алюминиевой матрицы и выделений фазы Al_9Ni_2 [19]. Учитывая это, было предположено, что формирование фазы Al_9Ni_2 при низких температурах может происходить по сдвиговому механизму. Такой механизм характеризуется относительно низкой термоактивацией процесса и не требует перемещения атомов на большие расстояния. Поэтому на первых этапах старения образование Al_9Ni_2 будет иметь преимущество перед формированием фазы Al_3Ni , для которой необходимо латентное время для формирования зародышей и более высокая концентрация никеля в твердом растворе алюминия. Поскольку насыщение кристаллической решетки алюминия атомами никеля ограничено

временем релаксации избыточных вакансий, можно предположить, что объем образующейся фазы Al_9Ni_2 (толщина прослойки) будет ограничена этим фактором. Кроме того, в случае реализации фазового превращения по сдвиговому механизму, образующиеся упругие напряжения вокруг прослоек также могут существенно подавлять ее рост. Этими обстоятельствами может быть объяснена смена пути превращения в многослойных фольгах с образования Al_9Ni_2 на образование фазы Al_3Ni .

Высокая эффективность влияния промежуточной прослойки со структурой фазы Al_9Ni_2 на скорость перемещения фронта СВС может быть обусловлена факторами, оказывающими влияние на диффузию никеля в алюминий, например, уменьшением коэффициента диффузии никеля в прослойке со структурой фазы Al_9Ni_2 . Подавление диффузии может происходить из-за ограниченного количества узлов, занятых атомами никеля, что существенно снижает вероятность их перемещения по кристаллической решетке фазы Al_9Ni_2 . Кроме того, наличие упругих полей, обусловленных сдвиговым механизмом перестройки кристаллической решетки алюминия в кристаллическую решетку фазы Al_9Ni_2 , также может привести к снижению коэффициента диффузии.

Выводы

При старении многослойных фольг Al/Ni, полученных способом электронно-лучевого осаждения, диффузионное взаимодействие элементов, независимо от их соотношения (в диапазоне от 3Al:1Ni до 1Al:3Ni) и периода модуляции (в диапазоне от 60 до 600 нм), на начальных этапах определяется образованием метастабильной фазы Al_9Ni_2 . Установлено, что формирование прослоек со структурой фазы Al_9Ni_2 приводит к резкому снижению скорости распространения фронта реакции СВС. Показано, что с уменьшением периода чередования слоев многослойных фольг существенно возрастает влияние сформированных прослоек со структурой фазы Al_9Ni_2 на скорость распространения фронта, вплоть до полного подавления реакции СВС. Многослойные фольги с большим периодом чередования слоев являются более устойчивыми к воздействию повышенных температур при их изготовлении, эксплуатации и/или естественного старения.

Список литературы

References

1. Floro, J. (1986) Propagation of explosive crystallization in thin Rh-Si multilayer films. *J. of Vacuum Sci. & Technology A — Vacuum Surfaces and Films*, **4**, 631–636.
2. Bordeaux, F., Yavari, A. (1990) Ultra rapid heating by spontaneous mixing reactions in metal-metal multilayer composites. *J. of Mater. Research*, **5**, 1656–1661.
3. Bordeaux, F., Yavari, A., Desre, P. (1987) Ultra-rapid heating by exothermic heat of mixing in metal-metal multilayer composites. *Revue de Physique Appliquee*, **22**, 707–711.
4. Weihs, T.P. (2014) Fabrication and characterization of reactive multilayer films and foils. In: *Metallic Films for Electronic, Optical and Magnetic Applications*, Woodhead Publish. Ltd., **5**, 160–243.
5. Braeuer, J., Besser, J., Wiemer, M., Gessner, T. (2011) Room-temperature reactive bonding by using nanoscale multilayer systems. In: *IEEE, Proc. of Transducers '11* (June 5–9, Beijing, China), 1332–1335.
6. Wiemer, M., Braeuer, J., Wuensch, D., Gessner, T. (2010) Reactive bonding and low temperature bonding of heterogeneous materials. *ECS Transact.*, **33**, 307–318.
7. Namazu, T., Inoue, S. (2010) Al/Ni self-propagating exothermic film for MEMS application. *Mater. Sci. Forum*, **638–642**, 2142–2147.
8. Boettge, B., Braeuer, J., Wiemer, M. (2010) Fabrication and characterization of reactive nanoscale multilayer systems for low temperature bonding in microsystem technology. *J. of Micromechanics and Microengineering*, **20**, 064018.
9. Duckham, A., Levin, J., Weihs, T. (2006) Soldering and brazing metals to ceramics at room temperature using a novel nanotechnology. *Advances in Sci. and Technol.*, **45**, 1578–1587.
10. Van Heerden, D., Rude, T.R., Newson, J. et al. (2004) A ten-fold reduction in interface thermal resistance for heat sink mounting. *J. of Microelectronics and Electronic Packaging*, **1(3)**, 187–193.
11. Zaporozhets, T.V., Gusak, A.M., Ustinov, A.I. (2010) SHS reactions in nanosized multilayers: Analytical model versus numerical one. *Int. J. of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*, **19**, 4, 227–236.
12. Edelstein, S., Everett, R.K., Richardson, G.Y. et al. (1994) Intermetallic phase formation during annealing of Al/Ni multilayers. *J. Appl. Phys.*, **76(12)**, 7850–7859.
13. Blobaum, K.J., Van Heerden, D., Gavens, A.J., Weihs, T.P. (2003) Al/Ni formation reactions: characterization of the metastable Al_9Ni_2 phase and analysis of its formation. *Acta Materialia*, **51**, 3871–3884.
14. Noro, J., Ramos, A.S., Vieira, M.T. (2008) Intermetallic phase formation in nanometric Ni/Al multilayer thin films. *Intermetallics*, **16**, 1061–1065.
15. Ishchenko, A.Ya., Falchenko, Yu.V., Ustinov, A.I. (2007) Diffusion welding of finely-dispersed AMg5/27% Al_2O_3 composite with application of nanolayered Ni/Al foil. *The Paton Welding J.*, **7**, 2–5.
16. Shishkin, A.E., Shishkin, E.A., Ustinov, A.I. (2007) Thermal analysis of microlaminate fillers based on intermetallic-forming elements. *Ibid.*, **12**, 23–27.
17. Zaporozhets, T.V., Gusak, A.M., Korol', Ya.D., Ustinov, A.I. (2013) Inverse problem for SHS in multilayer nanofoils: Prediction of process parameters for single-stage SHS reaction. *Int. J. of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*, **22(4)**, 222–231.
18. Ma, E., Thompson, C.V., Clevenger, L.A. (1991) Nucleation and growth during reactions in multilayer Al/Ni films: The early stage of Al_3Ni formation. *J. Appl. Phys.*, **69(4)**, 2211–2218.
19. Yamamoto, A., Tsubakino, H. (1997) Al_9Ni_2 precipitates formed in an Al–Ni dilute alloy. *Scripta Materialia*, **37(11)**, 1721–1725.

**ВПЛИВ СТАРІННЯ РЕАКЦІЙНИХ БАГАТОШАРОВИХ Al/Ni ФОЛЬГ
НА ШВИДКІСТЬ ПОШИРЕННЯ ФРОНТУ РЕАКЦІЇ СВС**

С. О. Демченков¹, А. Є. Шишкін²

¹Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України.

03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України.

03142, м. Київ, бульв. Академіка Вернадського, 36. E-mail: metall@imp.kiev.ua

В роботі досліджено вплив структурних змін, що виникають в багатошарових Al/Ni фольгах під час старіння (при температурі 250 °С), на швидкість поширення фронту реакції СВС. Показано, що швидкість поширення фронту реакції СВС внаслідок старіння знижується, а її залежність від часу старіння має немонотонний характер. Встановлено, що на інтенсивність зниження швидкості поширення фронту реакції СВС при старінні багатошарових фольг суттєво впливають величина періоду чергування шарів компонент та структура прошарків, що формуються на межі між шарами Al та Ni. Бібліогр. 19, іл. 6.

Ключові слова: *електронно-променеве осадження; реакційні багатошарові фольги; Al–Ni; реакція СВС; фазові перетворення*

**EFFECT OF AGEING OF REACTION MULTILAYER AL/NI FOILS
ON RATE OF SHS REACTION FRONT SPREADING**

S.A. Demchenkov¹, A.F. Shishkin²

¹E.O. Paton Electric Welding Institute, NASU.

11 Kazimir Malevich Str., 03680, Kiev, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

²G.V. Kurdyumov Institute of Metal Physics, NASU.

36, Academician Vernadsky Blvd, 03142, Kiev. E-mail: metall@imp.kiev.ua

In the work the effect of structural changes, occurring in multilayer Al/Ni foils during their ageing (at temperature of 250 °C), on the rate of spreading of SHS reaction front is studied. It is shown that the rate of SHS front during the foil ageing is decreased, and its dependence on time of aging has a non-monotonous nature. It was found that the value of period of alternation of layers components and structure of interlayers, formed at the interface between the layers of Al and Ni, has a significant effect on intensity of reducing the rate of spreading the SHS reaction front in ageing of multilayer foils. Ref. 19, Figures 6.

Key words: *electron beam deposition; reaction multilayer foils; Al/Ni; SHS reaction; phase transformations*

Поступила 15.06.2017

Международная конференция

«Титан 2018: производство, обработка, применение»

11–12 июня 2018 г., Киев, ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины

Тематика конференции

- прогрессивные технологии и оборудование для получения титана и сплавов на его основе;
- деформационная обработка титана;
- новые сплавы на основе титана и его интерметаллидных соединений;
- особенности структуры и термической обработки титановых сплавов;
- аддитивные и порошковые технологии в производстве изделий из титановых сплавов;
- прогрессивные технологии сварки и пайки изделий и конструкций из титановых сплавов;
- применение изделий и конструкций из титановых сплавов в авиадвигателестроении и других отраслях промышленности.

Организационный комитет конференции TITAN 2018

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины

03680, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11

Тел./факс: (38044) 200-82-77; E-mail: journal@paton.kiev.ua; www.pwi-scientists.com/rus/titan_2018